

Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20. № 1. С. 99–108  
Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS)). 2023; 1(20): 99–108

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669.18.017:621.791.927.5

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.012

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННЫХ ОБРАЗЦОВ В РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ УСЛОВИЯХ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Дмитрий Анатольевич Чинахов<sup>1†</sup>, Кирилл Олегович Акимов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/4, 634055, Томск, Россия

<sup>†</sup> chinakhov\_da@mail.ru

<sup>2</sup> kibaarg@mail.ru

**Аннотация.** В работе исследовано влияние формирующих ограничителей (полозьев) на структуру и твердость образцов из нержавеющей стали AISI 308LSi, полученных послойной электродуговой наплавкой в среде аргона. При экспериментальной наплавке образцов с использованием графитовых ограничителей наблюдается более равномерный рост элементов структуры, без резких переходов между наплавленными слоями, в отличие от двух других типов образцов. Анализ результатов измерения твердости все трех видов образцов показал, что наибольшие значения наблюдаются у образца, полученного с использованием графитовых полозьев, за счет более активной диффузии  $\delta$ -феррита в аустенит в среднем на 12 %, по сравнению с исследуемыми образцами, несмотря на общий рост размеров дендритов.

**Ключевые слова:** аддитивное производство, распределение тепла, термические ограничители, структура, твердость, электродуговая наплавка.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

---

**Для цитирования:** Чинахов Д.А., Акимов К.О. Формирование структуры наплавленных образцов в различных внешних условиях из аустенитной стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 1. С. 99–108. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.012.

---

Original article

## FORMATION OF THE STRUCTURE OF WELDED SPECIMENS FROM AUSTENITIC STEEL UNDER VARIOUS EXTERNAL CONDITIONS

Dmitriy A. Chinakhov<sup>1†</sup>, Kirill O. Akimov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Siberian State Industrial University, Kirova Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia

<sup>2</sup> Institute of Strength Physics and Materials SB RAS, Akademicheskii Pr. 2/4, 634055, Tomsk, Russia

<sup>†</sup> chinakhov\_da@mail.ru

<sup>2</sup> kibaarg@mail.ru

**Abstract.** In this work, the influence of forming limiters (shaping blocks) on the structure and hardness of AISI 308LSi stainless steel specimens obtained by layer-by-layer arc surfacing in argon is studied. During experimental surfacing of samples using graphite limiters, a more uniform growth of structural elements is observed, without sharp transitions between the deposited layers, in contrast to the other two types of samples. An analysis of the results of measuring the hardness of all three types of samples showed that the highest values are observed in a sample obtained using graphite skids, due to more active diffusion of  $\delta$ -ferrite into austenite by an average of 12 %, compared with the samples under study, despite the overall increase in size dendrites.

**Keywords:** additive manufacturing, heat distribution, thermal limiters, structure, hardness, arc welding.

**Acknowledgments:** The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0003.

**For citation:** Chinakhov, D. A. & Akimov, K. O. (2023). Formation of the structure of welded specimens from austenitic steel under various external conditions. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(20), 99–108. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.012.

## Введение

Высокие темпы развития и применения технологий аддитивного производства делают его одним из перспективных направлений в решении поставленных задач [1]. В основе аддитивного производства лежит формирование слоев металла в соответствии с подготовленной ранее трехмерной моделью, созданной методами компьютерного проектирования [2, 3]. Автоматизация и гибкость такого производства позволяют сократить время и стоимость изготовления сложных геометрических форм большого количества деталей [4, 5]. Для производства деталей из металлов применяют технологии наплавки порошковых материалов [6-8] или проволок [9-11]. Источником нагрева при формировании слоя служит лазерный луч [6, 7], электронный пучок [6, 8] или электрическая дуга [9-13].

Сегодня в аддитивных технологиях широко применяется процесс изготовления деталей из различных порошков путем их плавления электронным или лазерным лучом. Эти технологии позволяют получить изделие с достаточно высокой точностью [14], но при использовании мелкодисперсных порошковых металлических материалов возникают проблемы по обеспечению стабильного качества плотности и структуры изготавливаемых изделий [15]. В случае различия текстуры поверхности, сферичности частиц, химического состава порошка одной партии, может сформироваться изделие с плохим качеством. Также наблюдаются такие недостатки, как низкая скорость получения изделий [8] и большой риск образования дефектов в виде пор, которые снижают эксплуатационные свойства изделий [16]. В процессе послойного выращивания изделий способом электродуговой сварки происходит воздействие термического цикла сварки на морфологию, микроструктуру и механические свойства материала аддитивного производства. Значимое влияние оказывают: количество введенного тепла, скорость охлаждения, количество повторных нагревов изделия [17-19].

Целью данной работы является численное и экспериментальное исследование влияния формирующих ограничителей (полозьев) на

структуру многослойных образцов из нержавеющей стали AISI 308LSi, полученных послойным электродуговым выращиванием.

## Материалы и методики

Для послойного выращивания образцов использовали сварочную проволоку из нержавеющей стали AISI 308LSi с пониженным содержанием углерода, предназначенную для сварки изделий используемых в широком интервале температур  $-196...+350$  °С. В таблице 1 представлен химический состав используемой сварочной проволоки [20]. Свойства используемого материала стали AISI 308LSi указаны в таблице 2 [20].

**Таблица 1.** Химический состав проволоки марки AISI 308LSi

**Table 1.** Chemical composition of AISI 308LSi wire

|    |          |
|----|----------|
| C  | max 0.03 |
| Mn | 1,8      |
| Si | 0,9      |
| Cr | 19,9     |
| Ni | 10,5     |
| Mo | 0,15     |

**Таблица 2.** Свойства стали AISI 308LSi

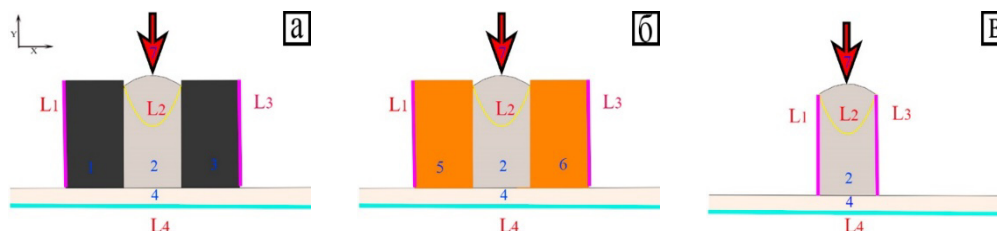
**Table 2.** Properties of AISI 308LSi steel

| Материал   | AISI 308LSi          |
|--|----------------------|
| Теплопроводность $\lambda$ , Вт/м·К                  | 12,642               |
| Модуль упругости E, ГПа                              | 193                  |
| Коэффициент теплового расширения $\alpha$ , $K^{-1}$ | $16,5 \cdot 10^{-6}$ |
| Предел прочности $\sigma_b$ , МПа                    | 590                  |
| Температура плавления $T_{пл}$ , °С                  | 1450                 |

Провели моделирование распределения тепла в образцах, полученных методом послойного электродугового выращивания: 1 – с использованием тепловых ограничителей (формирующих графитовых полозьев), далее образец №1; 2 – с использованием теплоотводящих ограничителей (формирующих медных полозьев), далее образец №2; 3 – без тепловых ограничителей, далее образец №3.

На рис.1 схематично представлены изображения поперечных сечений образцов с обозначением граничных условий и местом ввода источника теплоты для плавления стали. Для

упрощения моделирование проводили в двумерной плоскости поперечного сечения образца. Были применены следующие граничные условия:  $T|_{L2}=1450^{\circ}\text{C}$ ,  $u_x|_{L1}=0$ ,  $u_x|_{L3}=0$ ,  $u_y|_{L4}=0$ .



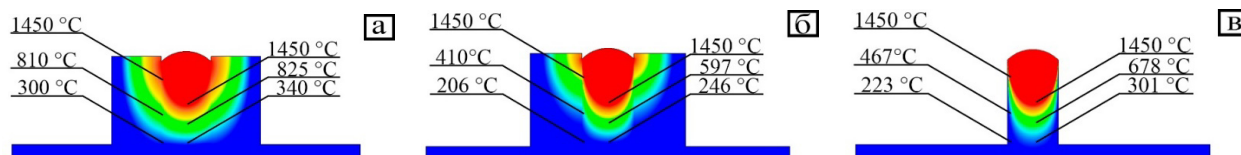
**Рис.1.** Схема моделирования образцов, полученных методом послойного электродугового выращивания, с граничными условиями: а) образец №1; б) образец №2; в) образец №3. 1 и 3 – тепловые ограничители (формирующие графитовые полозья); 2 – образец; 4 – подожка; 5 и 6 – теплоотводящие ограничители (формирующие медные полозья); 7 – источник тепла

**Fig.1.** Scheme for modeling samples obtained by layer-by-layer electric arc growing, with boundary conditions: а) sample No. 1; б) sample No. 2; в) sample No. 3. 1 and 3 – thermal limiters (forming graphite skids); 2 – sample; 4 – footboard; 5 and 6 – heat-removing limiters (forming copper skids), 7 – heat source

Многослойные образцы наплавливали электродуговой сваркой плавящимся электродом AISI 308LSi диаметром 0,8 мм в среде аргона, сварочный ток  $I_{св}=100\text{А}$ , напряжение дуги  $U=20\text{ В}$ , расход газа  $Q=10\text{ л/мин}$ , полярность обратная.

### Результаты компьютерного моделирования

На рис.2 представлены результаты компьютерного моделирования процесса нагрева образцов из стали AISI 308LSi сварочной дугой.



**Рис.2.** Результаты моделирования процесса нагрева образцов из стали AISI 308LSi сварочной дугой. Значения температур приведены в  $^{\circ}\text{C}$ : а) образец №1; б) образец №2; в) образец №3

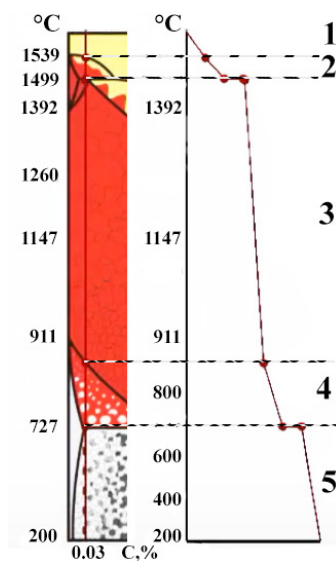
**Fig.2.** Results of simulation of the process of heating samples from AISI 308LSi steel by a welding arc. Temperature values are given in  $^{\circ}\text{C}$ : а) sample No. 1; б) sample No. 2; в) sample No. 3

Анализ результатов моделирования (рис.2) показал, что при использовании тепловых ограничителей, максимальная температура в модели образца №1 равна  $1474^{\circ}\text{C}$  (в заданных условиях). При использовании медных (теплоотводящих) ограничителей, максимальная температура в модели образца №2 уменьшилась до  $1450^{\circ}\text{C}$  (в заданных условиях). В случае выращивания образца №3 без использования ограничителей данное значение также равно  $1450^{\circ}\text{C}$ . Это различие температур в моделях образцов связано с наличием полозьев, обеспечивающих разный тепловой обмен с окружающей средой.

Для лучшего понимания процессов, происходящих во время послойного выращивания,

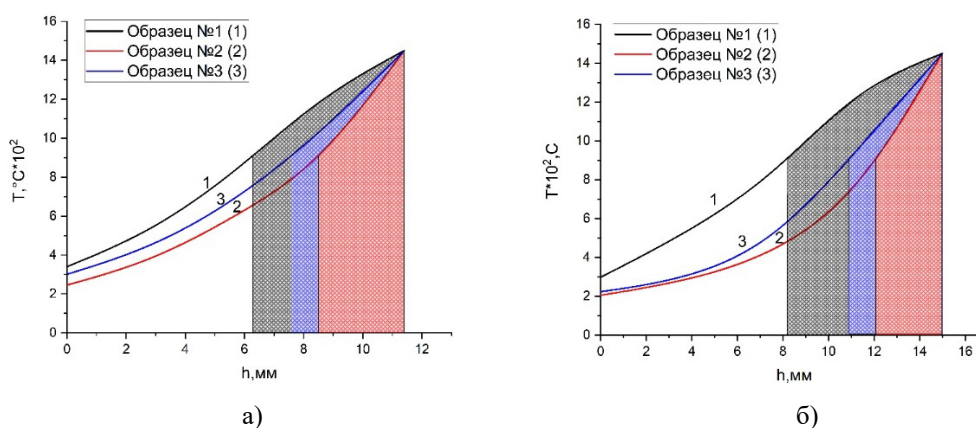
рассмотрим кривую охлаждения стали с содержанием углерода до 0,03 % массовой доли (рис.3). В интервале температур  $911\text{...}1499^{\circ}\text{C}$  происходит образование аустенитной фазы, которая обладает более высокими значениями твердости по сравнению с ферритной фазой, практически в 2 раза [21].

На рис.4 представлены результаты моделирования распределения температур в центральной и крайней боковой части образцов, полученных в 3-х разных условиях. Цветом выделены области, показывающие долю материала образца, находящегося в температурном интервале образования аустенитной фазы.



**Рис.3.** Кривая охлаждения стали с содержанием углерода до 0,03 % массовой доли: 1 – фазовые превращения не происходят, жидкий расплавленный металл охлаждается; 2 – кристаллизация феррита, происходит образование  $\delta$ -железа, далее в области  $1494 \pm 5$  °C происходит перитектическое превращение  $\delta$ -Fe+ жидкая фаза  $\rightarrow$   $\gamma$ -Fe; 3 – происходит формирование аустенитной фазы; 4 – ниже температуры 911 °C происходит формирование фазы Аустенит +  $\beta$ -Феррит; 5 – при температуре ниже 727°C происходит формирование фазы  $\alpha$ -Феррит+III Цементит

**Fig.3.** The cooling curve of steel with a carbon content of up to 0.03 % mass fraction: 1 – phase transformations do not occur, the liquid molten metal cools; 2 – ferrite crystallization,  $\delta$ -iron is formed, then in the region of  $1494 \pm 5$  °C, the peritectic transformation  $\delta$ -Fe+ liquid phase  $\rightarrow$   $\gamma$ -Fe occurs; 3 – the formation of the austenite phase occurs; 4 – below the temperature of 911 °C, the formation of the Austenite +  $\beta$ -Ferrite phase occurs; 5 – at temperatures below 727 °C, the  $\alpha$ -Ferrite+III Cementite phase is formed



**Рис.4.** Результаты моделирования распределения температур по высоте образцов: а) в центральной части; а) в крайней боковой части

**Fig.4.** The results of modeling the temperature distribution along the height of the samples: а) in the central part; а) at the extreme side

Анализ результатов моделирования на рис. 4 показал, что применение формирующих графитовых полозьев оказывает наибольшее влияние на повышение температуры, как в центральной, так и в боковой частях образца №1. А для образца №2, полученного с применением медных полозьев, наблюдается наименьшее значение температуры во всех частях образца.

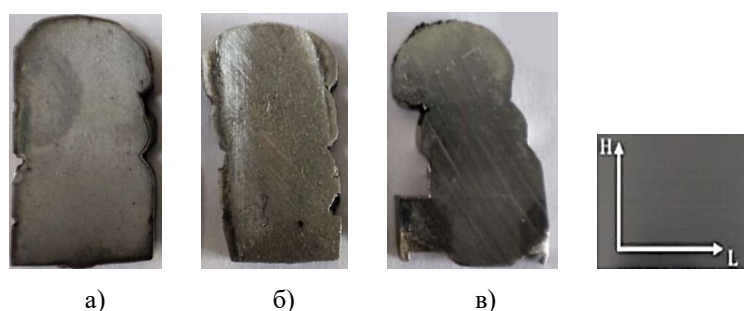
Доля металла центральной части образца №1, находящаяся в температурном интервале образования аустенитной фазы в 1,34 раза больше чем в образце №3, полученном без использования ограничителей и в 1,75 раз больше чем в образце №2. А разница долей металлов между образцами №2 и №3 составляет 24 %.

При использовании медных полозьев возникает большой градиент температур между краевыми и центральной частями образца №2 (рис.4). Это связано с высоким коэффициентом теплопроводности меди. В случае применения графитовых полозьев наблюдается обратная ситуация. Разница долей металла, находящихся в температурном интервале образования аустенита для образца №1 отсутствует (45 % доля металла в центральной части, 45 % доля металла в краевой части). Для образца №2 данная разница составляет 7 % (26 % доля в центральной части, 19 % доля в краевой части). Для образца №3 данная разница составляет 6 % (34 % доля в центральной части, 28 % доля в краевой части). Использование формирующих ограничителей в виде графитовых полозьев оказывает

значимое влияние на формирование структуры образцов и приводит к увеличению доли аустенитной фазы почти в 1,5 раза, а использование медных полозьев теоретически приводит к уменьшению доли аустенитной фазы почти на 25 %, в сравнении с образцом №3 без формирующих ограничителей.

### Результаты экспериментальных исследований и обсуждение

На рис.5 представлены фотографии полойно выращенных образцов сварочной проволокой AISI 308LSi в различных внешних условиях.



**Рис.5.** Изображение поперечных сечений образцов: а) образец №1; б) образец №2, в) образец №3  
**Fig.5.** The image of the cross sections of the samples: a) sample No. 1; b) sample No. 2, c) sample No. 3

Для достоверности дальнейшего исследования и исключения влияния различий в размерах образцов (рис.5) ввели безразмерные значения высоты и ширины образцов: высота образца  $H$  варьируется от 0 до  $h$  и зависит от расстояния от стальной подложки до верхней поверхности образца; ширина образца  $L$  варьируется от 0 до  $l$  и зависит от расстояния от левого до правого края образца. Высоту и ширину образцов разделили на доли: 1/4; 1/2; 3/4; 1. На рис.6 представлены оптические изображения дендритных структур по оси ( $L=1/2$ ) поперечных сечений образцов №1, №2 и №3.

В образце №3 (рис.6н и п) наблюдаются четкие области перехода между слоями, сопровождающиеся дальнейшим уширением дендритов. Обнаруженные резкие переходы связаны с повышенным теплоотводом со всех сторон образца. Также наблюдается строгая направленность дендритов по высоте образца. Стоит отметить малую зону перехода между стальной подложкой и первым наплаваемым слоем (рис.6п), которая представлена большими зернами подложки.

В образце №2 также четко прослеживается зона перехода между стальной подложкой и наплаваемым материалом. Однако размер дендритов меньше по сравнению с образцом №3. Это связано с высоким значением коэффициента теплопроводности меди, вследствие чего процесс кристаллизации происходит быстрее. В центральных частях образца зоны перехода видны не так четко и их ширина равна  $\sim 80$  мкм (рис.6ж).

В образце №1 отсутствует резкая граница перехода между наплаваемыми слоями, не выявлена строгая направленность дендритов. Отсутствие резких переходов между слоями происходит за счет уменьшения отвода тепла с боковых сторон из-за графитовых полозьев, что обеспечивает перераспределение тепла и приводит к равномерному росту дендритов. Зона сплавления со стальной подложкой более однородная. Это может говорить о более однородных механических свойствах по высоте образца №1. На рис.7 представлены зависимости, описывающие изменение ширины дендритов по высоте образцов в областях  $L=1/2$  (рис.7а) и  $L=0$  (рис.7б).

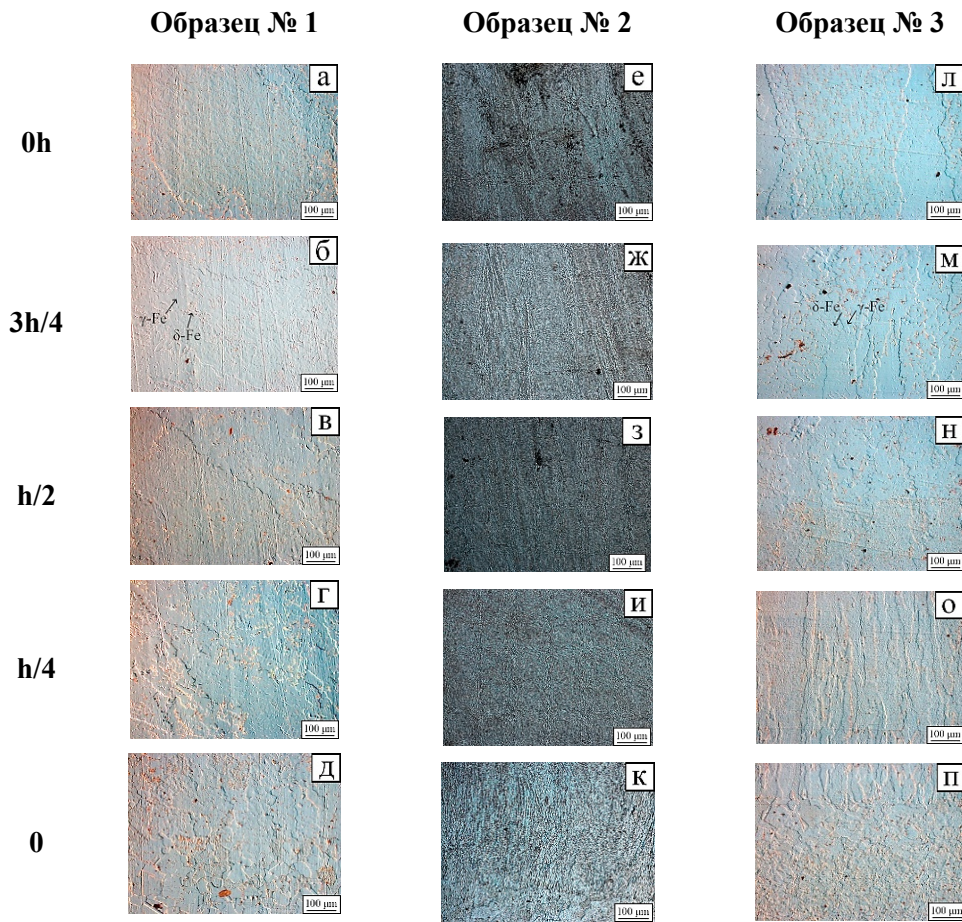


Рис.6. Оптические изображения структур по оси ( $L= 1/2$ ) поперечных сечений образцов: (а–д) – образец №1; (е–к) – образец №2; (л–п) – образец №3

Fig.6. Optical images of the structures along the axis ( $L= 1/2$ ) of the cross sections of the samples: (a–e) sample No. 1; (f–j) sample No. 2; (k–o) sample No. 3

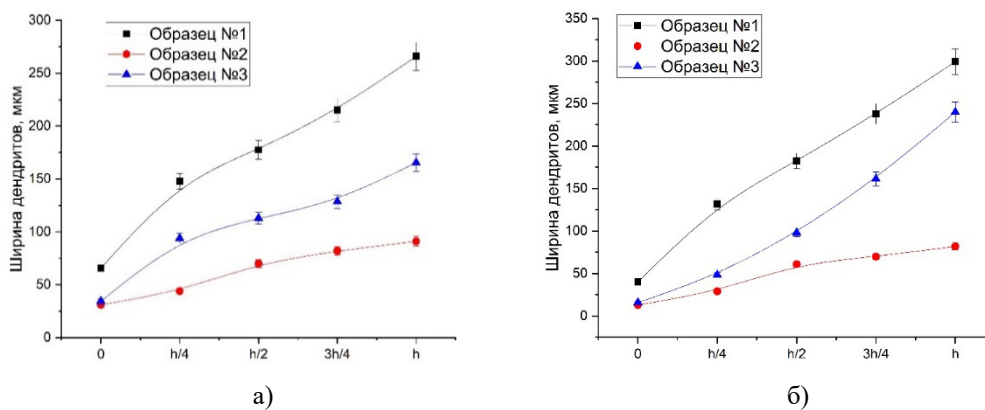


Рис.7. Зависимости изменения ширины дендритов по высоте: а) в центральной части; б) в крайней боковой части

Fig.7. Dependences of the change in the width of the dendrites in height: a) in the central part; b) in the extreme lateral part

Из рис.7 видно, что ширина дендритов у образца №1 больше, в среднем в 1,6 раза, по сравнению с образцом №3, как в центральной, так и в краевой области. Данное отношение между образцами №1 и №2 составляет 2,5 раза в центральной части и 3,5 раза в кра-

вой части. Характер распределения значений ширины дендритов для образца №1 сохраняется в отличие от образцов №2 и №3. Перегибы на кривой для образцов №2 и №3, показывают неравномерность распределения тепла в металле. Эти данные хорошо коррелируют с приведенными выше результатами моделирования. Полученные зависимости были аппроксимированы методом наименьших квадратов. В образце №1 скорость роста дендритов составляет 18,3 мкм/с, что в 1,5 раза больше, в случае образца №3, для которого скорость роста дендритов равна 12,1 мкм/с, и в 3,2 раза больше по сравнению с образцом №2, для которого скорость роста дендритов равна 5,7 мкм/с. Наименьшее значение скорости роста дендритов для образца №2 определена большим значением коэффициента теплопроводности по сравнению с образцами №1 и №3, для которых теплообмен между металлом образца и окружающей средой протекал медленнее и возникали более благоприятные условия для роста дендритов.

На основе анализа результатов исследования (рис.4 и 7) получены зависимости изменения ширины дендритов от температуры в центральной части поперечного сечения образцов (рис.8).

Анализ результатов исследования (рис.8) показал, что большая часть кривой для образца №1 располагается в температурной области, соответствующей аустенитной фазе. Повышение температуры выше 911 °С приводит к образованию аустенитной фазы. Площадь областей содержащих аустенитную фазу для образцов №1 и №3 составляет 61 % и 54 % соответственно. Для образца №2 данное значение равно

58 %. Таким образом, можно сделать предположение, что у образца №1 будет наблюдаться меньшее количество  $\delta$ -Fe фазы, чем у образцов №2 и №3. Данные фазовые превращения могут привести к увеличению механических свойств получаемых изделий из нержавеющей стали AISI 308LSi, учитывая, что твердость аустенита в 2 раза больше, чем твердость феррита [21]. Для подтверждения данного предположения было проведено измерение твердости трёх образцов.

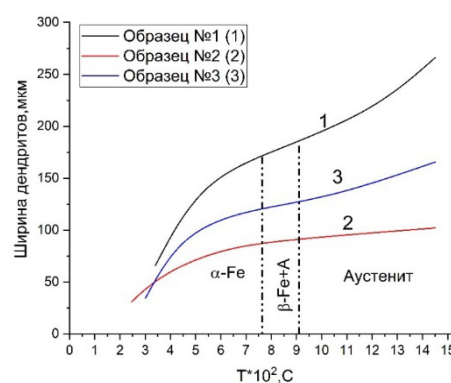


Рис.8. Зависимость ширины дендритов от температуры в центральной части поперечного сечения образцов

Fig.8. The temperature dependence of the width of the dendrites in the central part of the cross section of the samples

На рис.9 представлены изменения твердости в поперечных сечениях образцов №1, №2 и №3 по высоте в областях  $L=1/2$  (рис.9а) и  $L=0$  (рис.9б).

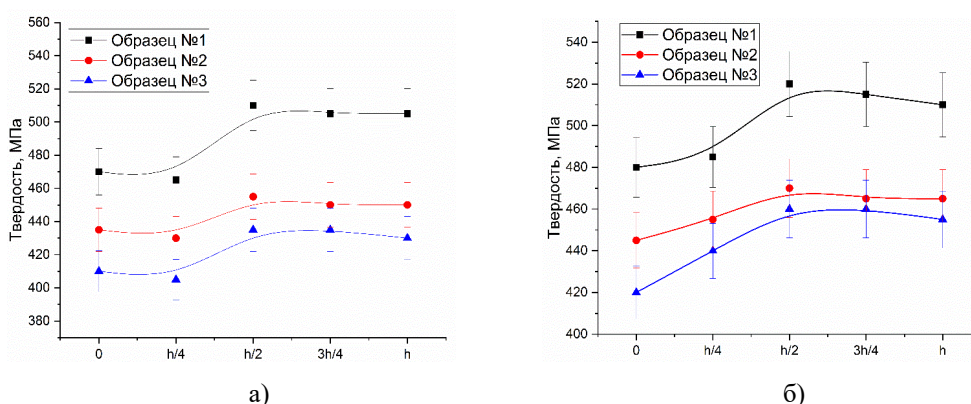


Рис.9. Зависимости изменения твердости по высоте поперечного сечения образцов: а) в центральной части; б) в крайней боковой части

Fig.9. Dependences of the change in hardness along the height of the cross section of the samples: а) in the central part; б) in the extreme lateral part

Из рис.9 видно, что значения твердости у образца №1 больше, в среднем на 10 % и 12 % как в центральной, так и в крайней боковой частях, по сравнению с образцами №2 и №3 соответственно. Характер распределения значений твердости в центральных частях образцов аналогичен. Наблюдается незначительное уменьшение твердости, вызванное фактором увеличения размера элементов структуры. Далее по высоте образца на твердость начинает оказывать влияние фактор содержания аустенита в объеме материала. В связи с этим для образца №1, в центральной его части, наблюдается отчетливый пик. Стоит отметить более высокую твердость у образца №2 по сравнению с образцом №3, в среднем на 5 %. В данном случае на значение твердости влияет малый размер дендритов у образца №2. Доли аустенитной фазы в образце №3 недостаточно, чтобы компенсировать эффект размера дендритов. При продвижении от центральных частей образцов к верхней части доля аустенита уменьшается, что приводит к незначительному уменьшению твердости образцов. Перегибы, наблюдаемые в точке  $h/2$  можно объяснить неравномерностью характера распределения тепла в центральной части образцов, за счет которой образуется небольшая область с повышенным значением твердости.

Таким образом, использование термических ограничителей в виде графитовых формирующих полозьев позволяет получить готовое изделие с более однородным распределением структуры и свойств по объему наплавленного металла образца. Позволяет лучше прогнозировать поведения материала под действием различных нагрузок путем создания математической модели, основанной на полученных экспериментальных данных. Также при формировании свойств материала во время кристаллизации значительную роль играет не только фазовый состав, но и размеры сформированной структуры. Применение медных полозьев приводит к формированию более мелкой по размерам элементов структуре, т.е. в случае использования других материалов для наплавки может являться плюсом.

### Выводы

Установлено положительное влияние использования формирующих полозьев при послойном 3D электродуговом выращивании в среде защитных газов:

1) Позволяют получить изделие с более ровными боковыми поверхностями, что помо-

жет уменьшить расходы на последующую механическую обработку.

2) Применение графитовых полозьев позволяет сформировать структуру образца из нержавеющей стали AISI 308LSi с равномерными переходами между наплаваемыми слоями. Наблюдается общее повышение значения твердости за счет более активной диффузии  $\delta$ -феррита в аустенит в среднем на 12 %, по сравнению с исследуемыми образцами, несмотря на общий рост размеров дендритов. Такая технология позволяет получить изделие с однородной структурой и свойствами, что делает её перспективным инструментом производства в электродуговых аддитивных технологиях.

Применение медных полозьев приводит к образованию более мелкой по размерам элементов структуре металла образца, но с меньшей твердостью, по сравнению с образцом, полученным с использованием графитовых полозьев.

### Список литературы

1. Wohlers T., Wohlers report: Additive manufacturing and 3D-printing state of the industry: Annual worldwide progress report, Wohlers Associates, 2014. 276 p.
2. ASTM F2792-12a Standard terminology for additive manufacturing technologies.
3. Кузнецов М.А., Данилов В.И., Крампит М.А., Чинахов Д.А., Слободян М.С. Механические и трибологические свойства металлической стенки выращенной электродуговым способом в среде защитных газов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т. 22, № 3. С. 18–32.
4. Yan X., Gu P. A review of rapid prototyping technologies and systems // Comput. Aided. Des. 1996. V. 28, N 4. P. 307–318.
5. Gisario A., Kazarian M., Martina F., Mehrpouya M. Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: a review // Journal of Manufacturing Systems. 2019. V. 53. P. 124–149.
6. Murr L.E., Gaytan S.M., Ramirez D.A., Martine E., Hernandez J., Amato K.N., Shindo P.W., Medina F.R., Wicker R.B. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies // Journal of Materials Science and Technology. 2012. V. 28, Is. 1. P. 1–14.



7. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms // *International Materials Reviews*. 2012. V. 57, Is. 3, P. 133–164.
8. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the Structure and Properties of Deposited Multi-layer Specimens from Austenitic Steel under Various Heat Removal Conditions // *Metals*. 2022. V. 12. 1527.
9. Queguineur A., Rückert G., Cortial F., Hascoët J.Y. Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications // *Welding in the World*. 2018. V. 62, Is. 2. P. 259–266.
10. Rodriguez N., Vázquez L., Huarte I., Aruti E., Tabernero I., Alvarez P. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and Top TIG processes applied to stainless steel // *Welding in the World*. 2018. V. 62, P. 1083–1096.
11. Bekker A.C.M., Verlinden J.C. Life cycle assessment of wire + arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel // *Journal of Cleaner Production*. 2018. V. 177. P. 438–447.
12. Elmer J.W., Gibbs G. The effect of atmosphere on the composition of wire arc additive manufactured metal components // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019. V. 24, Is. 5. P. 367–374.
13. Lu T., Liu C., Li Z., Wu Q., Wang J., Xu T., Liu J., Wang H., Ma S. Hot-wire arc additive manufacturing Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloy: pore characterization, microstructural evolution, and mechanical properties // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. V. 817. 153334.
14. Zhai Y., Lados D.A., LaGoy J.L. Additive Manufacturing: Making Imagination the Major Limitation // *JOM*. 2014. V. 66. P. 808–816.
15. Strondl A., Lyckfeldt O., Brodin H., Ackelid U. Characterization and control of powder properties for additive manufacturing // *JOM*. 2015. V. 67. P. 549–554.
16. Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E., Ferraris C.F., Watson S.S., Peltz M.A. Characterization of metal powders used for additive manufacturing // *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.* 2014. V. 119. P. 460–493.
17. Chen X., Li J., Cheng X., He B., Wang H., Huang Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 703. P. 567–577.
18. Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Seely D.W. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 644. P. 171–183.
19. Rodriguez N., Vázquez L., Huarte I., Aruti E., Tabernero I., Alvarez P. Wire and arc additive manufacturing: A comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel // *Weld. World*. 2018. V. 62. P. 1083–1096.
20. Stainless steel technical handbook.esab [электронный ресурс]. Режим доступа: [www.url: https://www.alas-kuul.ee/media/wysiwyg/CMS/Stainless%20handbook.pdf](https://www.alas-kuul.ee/media/wysiwyg/CMS/Stainless%20handbook.pdf). 09.07.2021.
21. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik: ein Wissensspeicher Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977. 679 p.*

#### Информация об авторах

Д. А. Чинахов – доктор технических наук, директор Института металлургии и материаловедения Сибирского государственного индустриального университета.

К. О. Акимов – младший научный сотрудник лаборатории физики консолидации порошковых материалов Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

#### References

1. Wohlers, T. (2014). Wohlers report: Additive manufacturing and 3D-printing state of the industry: Annual worldwide progress report, Wohlers Associates. P. 276.
2. ASTM F2792-12a Standard terminology for additive manufacturing technologies.
3. Kuznetsov, M. A., Danilov, V. I., Krampit, M. A., Chinakhov, D. A. & Slobodyan, M. S. (2020). Mechanical and tribological properties of a metal wall grown by an electric arc method in a protective gas environment. *Metal processing (technology, equipment, tools)*, 22(3), 18–32. (In Russ.).
4. Yan, X., Gu, P. (1996). A review of rapid prototyping technologies and systems. *Comput. Aided. Des.*, 28(4), 307–318.
5. Gisario, A., Kazarian, M., Martina, F. & Mehrpouya, M. (2019). Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: a review. *Journal of Manufacturing Systems*, 53, 124–149.

6. Murr, L. E., Gaytan, S. M., Ramirez, D. A., Martine, E., Hernandez, J., Amato, K. N., Shindo, P. W., Medina, F. R. & Wicker, R. B. (2010). Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science and Technology*, 28(1), 1–14.
7. Gu, D. D., Meiners, W., Wissenbach, K. & Poprawe, R. (2012). Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 57(3), 133–164.
8. Chinakhov, D. A. & Akimov, K. O. (2022). Formation of the Structure and Properties of Deposited Multilayer Specimens from Austenitic Steel under Various Heat Removal Conditions. *Metals*, 12, 1527.
9. Queguineur, A., Rückert, G., Cortial, F. & Hascoët, J. Y. (2018). Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications. *Welding in the World*, 62(2), 259–266.
10. Rodriguez, N., Vázquez, L., Huarte I., Aruti E., Tabernero, I. & Alvarez, P. (2018). Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and Top TIG processes applied to stainless steel. *Welding in the World*, 62, 1083–1096.
11. Bekker, A. C. M. & Verlinden, J. C. (2018). Life cycle assessment of wire + arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel. *Journal of Cleaner Production*, 177, 438–447.
12. Elmer, J. W. & Gibbs, G. (2019). The effect of atmosphere on the composition of wire arc additive manufactured metal components. *Science and Technology of Welding and Joining*, 24(5), 367–374.
13. Lu, T., Liu, C., Li, Z., Wu, Q., Wang, J., Xu, T., Liu, J., Wang, H. & Ma, S. (2022). Hot-wire arc additive manufacturing Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloy: pore characterization, microstructural evolution, and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 817, 153334.
14. Zhai, Y., Lados, D. A. & LaGoy, J. L. (2014). Additive Manufacturing: Making Imagination the Major Limitation. *JOM*, 66, 808–816.
15. Strondl, A., Lyckfeldt, O., Brodin, H. & Ackelid, U. (2015). Characterization and control of powder properties for additive manufacturing. *JOM*, 67, 549–554.
16. Slotwinski, J. A., Garboczi, E. J., Stutzman, P. E., Ferraris, C. F., Watson, S. S. & Peltz, M. A. (2014). Characterization of metal powders used for additive manufacturing. *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.*, 119, 460–493.
17. Chen, X., Li, J., Cheng, X., He, B., Wang, H. & Huang, Z. (2017). Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Mater. Sci. Eng. A*, 703, 567–577.
18. Yadollahi, A., Shamsaei, N., Thompson S. M. & Seely, D. W. (2015). Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 644, 171–183.
19. Rodriguez, N., Vázquez, L., Huarte, I., Aruti, E., Tabernero, I. & Álvarez, P. (2018). Wire and arc additive manufacturing: A comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. *Weld. World*, 62, 1083–1096.
20. Stainless steel technical handbook.esab [electronic resource], url: <https://www.alaska-kuul.ee/media/wysiwyg/CMS/Stainless%20handbook.pdf>. 09.07.2021.
21. Zimmermann, R. & Günther, K. (1977). *Metallurgie und Werkstofftechnik: ein Wissensspeicher Leipzig*: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. P. 679.

### Information about the authors

D. A. Chinakhov – Doctor of Technical Sciences, Director of the Institute of Metallurgy and Materials Science, Siberian State Industrial University.

K. O. Akimov – Junior Researcher, Laboratory of Physics of Consolidation of Powder Materials, Institute of Strength Physics and Materials SB RAS.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 14.11.2022; одобрена после рецензирования 17.01.2023; принята к публикации 01.02.2023.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 22; approved after reviewing 17 Jan. 23; accepted for publication 01 Feb. 23.